

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-134596

(43)Date of publication of application : 28.05.1996

(51)Int.Cl. C22C 38/00
 C22C 38/40
 C22C 38/50
 C22C 38/58
 C23C 2/06

(21)Application number : 06-270024

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

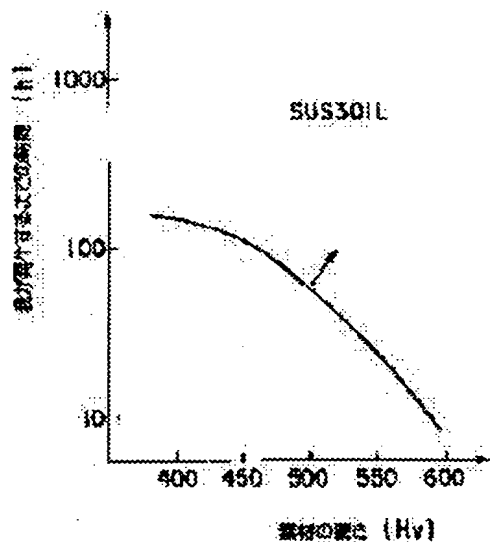
(22)Date of filing : 02.11.1994

(72)Inventor : TENTO MASAYUKI
 YAMAMOTO AKIO
 SATO EIJI

(54) HIGH STRENGTH STAINLESS STEEL SHEET EXCELLENT IN STRESS CORROSION CRACKING RESISTANCE**(57)Abstract:**

PURPOSE: To produce a high strength stainless steel most suitable for automobile engine gasket and excellent in stress corrosion cracking resistance.

CONSTITUTION: A plating layer, composed essentially of zinc, is formed by 0.3-2 μ m on the surface of a stainless steel sheet which has a composition containing, by weight, $\leq 0.2\%$ C, $\leq 5\%$ Si, $\leq 10\%$ Mn, 12-20% Cr, 5-10% Ni, and $\leq 0.2\%$ N and having -50 to 100Md value computed from the components and in which martensitic phase is regulated to $\geq 20\%$ by volume ratio by means of cold rolling at $\geq 10\%$ after final annealing and also Vickers hardness is regulated to 400-600. By this method, stress corrosion cracking resistance in a salt water environment can be improved, and also high strength and superior workability can be provided.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination] 02.07.1998

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 21.03.2001

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-134596

(43) 公開日 平成8年(1996)5月28日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 2 R			
38/40				
38/50				
38/58				
C 2 3 C 2/06				

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平6-270024

(22) 出願日 平成6年(1994)11月2日

(71) 出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 天藤 雅之
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 山本 章夫
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 佐藤 栄次
東京都千代田区大手町2-6-3 新日本
製鐵株式会社内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

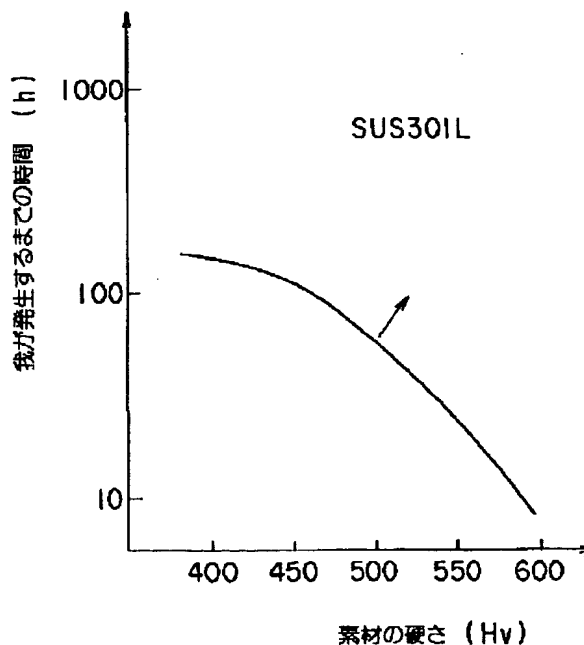
(54) 【発明の名称】 耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板

(57) 【要約】

【目的】 自動車エンジンガasketに最適で、耐応力腐食割れ性に優れた高強度ステンレス鋼を供給する。

【構成】 重量パーセントでC:0.2%以下、Si:5%以下、Mn:10%以下、Cr:12~20%、Ni:5~10%、N:0.2%以下を含有し、成分から計算されるMd値が-50以上、100以下で、最終焼鈍後に10%以上冷間圧延することによりマルテンサイト相を体積率で20%以上とし、ビッカース硬さが400以上、600以下に調整したステンレス鋼板の表面に亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20μm有することを特徴とする。

【効果】 塩水環境中での耐応力腐食割れに優れ、かつ高強度で加工性も良好となる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で

C : 0.4%以下、
 Si : 5%以下、
 Mn : 10%以下、
 Cr : 12%~20%、
 Ni : 10%以下、
 N : 0.2%以下、残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、その金属組織中にマルテンサイト相を体積率で20%以上含有し、ビッカース硬さで300以上を有するステンレス鋼板の表面に、亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20μm有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

【請求項2】 重量%で

C : 0.2%以下、
 Si : 5%以下、
 Mn : 10%以下、
 Cr : 12%~20%、
 Ni : 5%~10%、
 N : 0.2%以下、さらに下式から計算されるMd値が-50以上、100以下を満足する残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、最終焼鈍後に施された10%以上の圧下率の冷間圧延によって生じた体積率で20%以上のマルテンサイト相と残留オーステナイト相の混合組織を有し、ビッカース硬さで400以上を有するステンレス鋼板の表面に亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20μm有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

$$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo$$

【請求項3】 請求項1あるいは2記載の成分組成を有する鋼板に、さらに重量%で

Cu : 0.2%~2%、
 Mo : 0.1%~3%、
 Nb : 0.05%~0.5%、
 Ti : 0.05%~0.5%、
 V : 0.05%~0.5%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

【請求項4】 重量%で

C : 0.2%以下、
 Si : 5%以下、
 Mn : 10%以下、
 Cr : 12%~20%、
 Ni : 5%~10%、
 N : 0.2%以下、さらに下式から計算されるMd値が-50以上、100以下を満足する残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、最終焼鈍後に施された圧下率10%以上、70%以下の冷間圧延によって生じた

体積率で20%以上のマルテンサイト相と残留オーステナイト相の混合組織を有し、ビッカース硬さが400以上、600以下であるステンレス鋼板の表面に亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20μm有することを特徴とする自動車エンジンメタルガスケット用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

$$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo$$

【請求項5】 重量%で

C : 0.2%以下、
 Si : 5%以下、
 Mn : 10%以下、
 Cr : 12%~20%、
 Ni : 5%~10%、
 N : 0.2%以下、さらに下式から計算されるMd値が-50以上、100以下を満足する残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、最終焼鈍後に施された圧下率10%以上、70%以下の冷間圧延によって生じた体積率で20%以上のマルテンサイト相と残留オーステナイト相の混合組織を有し、ビッカース硬さが400以上、600以下であるステンレス鋼板の表面に電気メッキ法による亜鉛メッキ層を0.3~5μm有することを特徴とする自動車エンジンメタルガスケット用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

$$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo$$

【請求項6】 重量%で

C : 0.2%以下、
 Si : 5%以下、
 Mn : 10%以下、
 Cr : 12%~20%、
 Ni : 5%~10%、
 N : 0.2%以下、さらに下式から計算されるMd値が-50以上、100以下を満足する残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、最終焼鈍後に施された圧下率10%以上、70%以下の冷間圧延によって生じた体積率で20%以上のマルテンサイト相と残留オーステナイト相の混合組織を有し、ビッカース硬さが400以上、600以下であるステンレス鋼板の表面に溶融メッキ法による亜鉛メッキ層を4~20μm有することを特徴とする自動車エンジンメタルガスケット用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

$$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo$$

【請求項7】 請求項4、5あるいは6記載の成分組成を有する鋼板に、さらに重量%で

Cu : 0.2%~2%、

Mo: 0.1%~3%、
Nb: 0.05%~0.5%、
Ti: 0.05%~0.5%、
V: 0.05%~0.5%の1種または2種以上を含む自動車エンジンメタルガスケット用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

【請求項8】 亜鉛メッキ層中にFeあるいはNiを1%以上、50%未満含有することを特徴とする請求項1, 2, 3, 4, 5, 6あるいは7のそれぞれに記載の耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板。

【請求項9】 請求項1, 2, 3, 4, 5, 6, 7あるいは8のそれぞれに記載された高強度ステンレス鋼板であって、該ステンレス鋼板の表面に亜鉛メッキが施された後に、300℃~550℃の温度範囲で1分~10時間熱処理することにより、亜鉛メッキ層中にステンレス鋼中のFeあるいはNiを拡散せしめ、これら元素を亜鉛メッキ層中に1%以上含有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車等のエンジンガスケットに最適で、耐応力腐食割れ性に優れた高強度ステンレス鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、高強度を要するステンレスバネ類あるいは自動車エンジンのメタルガスケットには、SU S304 (18%Cr-8%Ni) あるいはSU S301 (17%Cr-7%Ni) 等の準安定オーステナイト系ステンレス鋼が使用されてきた。これらは最終焼鈍後に冷間圧延することによりオーステナイト相中にマルテンサイト相を生成せしめ、その硬いマルテンサイト相により強度を著しく上昇させる一方、残留するオーステナイト相が延性に富むために、高強度で加工性にも優れているのが特徴である。

【0003】ところが、上記鋼を塩水環境中で使用すると孔食を起点として応力腐食割れを生じることがある。自動車エンジンのメタルガスケットが使用中に割れが生じるのも、高温冷却水あるいは排気ガス凝縮水による応力腐食割れが原因である。その傾向は、冷間圧延率を上昇させて強度を増加させると顕著になるために、上記環境中で使用される場合は冷間圧延率を下げ、強度を抑制してきた。図1には、冷間圧延率を変えて硬さを変化させたSU S301鋼板をU型に曲げ、沸騰飽和食塩水中に浸漬し、割れが発生するまでの時間を測定し、その割れ発生時間と素材硬さの関係を示したものである。素材硬さがHV400以上となると強度上昇とともに割れ発生時間が減少し、耐応力腐食割れ性が低下する。耐応力腐食割れ性を低下させないためには素材強度を低くすることが有効であるが、バネ等では強度を下げるとバネ限

界値あるいはヘタリ特性等が低下し、素材の有する特性を十分活用できなくなる。

【0004】さらに、自動車エンジンのメタルガスケットでは、シール性を確保するためにビード加工を施し、そこでのバネ特性、すなわち強度がガスケットの特性を左右する。素材の強度低下はメタルガスケットの特性を著しく低下させるのである。

【0005】特開平5-271878号公報、特開平5-279812号公報、特開平5-279736号公報の各公報では、上記鋼の耐応力腐食割れ特性を改善するために、鋼材成分あるいはその製造方法を規定しているが、その効果は十分とは言えない。さらに応力腐食割れの起点が孔食であるために、Cr, Mo等の耐食性改善元素を多量に添加することも考えられるが、それら元素の多量添加は素材の相バランスを崩し、冷間圧延中にマルテンサイト相が生成しなくなり、強度および加工性が不十分となるばかりでなく、製造コストも著しく上昇する。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、高強度ステンレス鋼の耐応力腐食割れ性を改善し、自動車等のエンジンガスケット用等の高温あるいは塩水環境中で耐久性に優れた高強度鋼材を提供すること、すなわち、図1において強度を維持したまま割れ発生までの時間が長くなる鋼材(図中矢印の方向)を製造することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成するために、下地となる高強度ステンレス鋼の成分、金属組織、硬さを規定すること、割れ発生の起点となる孔食発生を十分抑制する亜鉛メッキ層をその表面に形成させることにより、本質的に耐応力腐食特性を改善し、下地ステンレス鋼の有する優れた強度、加工性を最大限活かすことを可能にする。

【0008】すなわち本発明は、以下の構成を要旨とする。

(1) 重量%でC: 0.4%以下、Si: 5%以下、Mn: 10%以下、Cr: 12%~20%、Ni: 10%以下、N: 0.2%以下、残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、その金属組織中にマルテンサイト相を体積率で20%以上含有し、ビッカース硬さで300以上を有するステンレス鋼板の表面に、亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20μm有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

(2) 重量%でC: 0.2%以下、Si: 5%以下、Mn: 10%以下、Cr: 12%~20%、Ni: 5%~10%、N: 0.2%以下、さらに下式から計算されるMd値が-50以上、100以下を満足する残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、最終焼鈍後に施された10%以上の圧下率の冷間圧延によって生じた体積

率で20%以上のマルテンサイト相と残留オーステナイト相の混合組織を有し、ビッカース硬さで400以上を有するステンレス鋼板の表面に亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20 μ m有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo$

(3) 前記(1)あるいは(2)記載の成分組成を有する鋼板に、さらに重量%でCu:0.2%~2%、Mo:0.1%~3%、Nb:0.05%~0.5%、Ti:0.05%~0.5%、V:0.05%~0.5%の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

【0009】(4) 重量%でC:0.2%以下、Si:5%以下、Mn:10%以下、Cr:12%~20%、Ni:5%~10%、N:0.2%以下、さらに下式から計算されるMd値が-50以上、100以下を満足する残部がFeおよび不可避的不純物元素からなり、最終焼鈍後に施された圧下率10%以上、70%以下の冷間圧延によって生じた体積率で20%以上のマルテンサイト相と残留オーステナイト相の混合組織を有し、ビッカース硬さが400以上、600以下であるステンレス鋼板の表面に亜鉛を主体とするメッキ層を0.3~20 μ m有することを特徴とする自動車エンジンメタルガasket用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo$

(5) 前項のステンレス鋼板表面に電気メッキ法あるいは溶融メッキ法によって亜鉛メッキ層を4~20 μ m有することを特徴とする自動車エンジンメタルガasket用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

(6) 前記(4)あるいは(5)記載の成分組成を有する鋼板に、さらに重量%でCu:0.2%~2%、Mo:0.1%~3%、Nb:0.05%~0.5%、Ti:0.05%~0.5%、V:0.05%~0.5%の1種または2種以上を含有する自動車エンジンメタルガasket用耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

【0010】(7) 亜鉛メッキ層中にFeあるいはNiを1%以上、50%未満含有することを特徴とする前記(1)、(2)、(3)、(4)、(5)あるいは(6)のそれぞれに記載の耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

(8) 前記(1)、(2)、(3)、(4)、(5)、(6)あるいは(7)のそれぞれに記載された高強度ステンレス鋼板であって、該ステンレス鋼板の表面に亜鉛メッキが施された後に、300℃~550℃の温度範囲

で1分~10時間熱処理することにより、亜鉛メッキ層中にステンレス鋼中のFeあるいはNiを拡散せしめ、これら元素を亜鉛メッキ層中に1%以上含有することを特徴とする耐応力腐食割れ特性に優れた高強度ステンレス鋼。

【0011】

【作用】本発明において重要なのは下地となるステンレス鋼の特性とその表面のメッキ層の成分、厚みである。ここでは、最初に下地となる高強度ステンレス鋼の成分、金属組織、硬さの規定理由について詳細に説明する。

【0012】C:マルテンサイト相を硬くし、強度を上昇させる有効な元素である。しかし、過度に含有すると粗大な炭化物を形成し、ガasketあるいはバネ素材として重要な疲労特性を劣化させるとともに、加工性も低下するためにその含有量を0.4%以下とした。冷間圧延によってマルテンサイト相を形成せしめ強度を上げるためには、Cの含有量は0.2%以下とすることが望ましい。

【0013】Si:鋼中に含有する不可避的元素で、マルテンサイト相を硬くし、加工後の低温時効熱処理によって強度をさらに上昇させるのに有効である。過度に添加すると加工時に必要な延性を低下させる他に、割れ感受性が上昇し、メッキ層界面の凹凸を起点として加工時あるいは使用時に割れを生じるため、その含有量を5%以下とした。

Mn:不可避的な含有元素であるが、過度に含有するとマルテンサイト相が十分生成せず、強度・延性が低下するためにその含有量を10%以下とした。

【0014】Cr:ステンレス鋼の基本元素であり、ステンレス鋼として必要な耐食性を得るためには少なくとも12%以上の含有量が必要である。しかし、過度に添加するとマルテンサイト相中にフェライト相が強度が低下するため、その含有量を12%以上~20%以下とした。

【0015】Ni:マルテンサイトの生成量を調整するのに有効な元素であるが、Ni含有量が10%を超えると相当量の冷間圧延を施しても強度上昇に十分なマルテンサイト生成量が得られない。また、最終焼鈍後の冷却中にマルテンサイト相を生成させず、その後の冷間圧延によってマルテンサイト相を形成させ、より有効に強度を上昇させるためにはその含有量は5%以上とすることが望ましい。

【0016】N:鋼中に含有する不可避的元素であるが、マルテンサイト相を硬くし、強度を上昇させる有効な元素である。しかし、過度に含有すると加工時に必要な延性を低下させる他に、割れ感受性が上昇し、メッキ層界面の凹凸を起点として加工時あるいは使用時に割れを生じるため、その含有量を最大0.2%とした。

【0017】CuおよびMoは下地ステンレス鋼の耐食

性向上に有効で、Znメッキできない鋼板端部、切断面、加工部の耐食性低下を抑制する。また、Nb, Ti, Vの添加は、ガスケットあるいはバネ等に加工した後の時効熱処理で、強度上昇、耐ヘタリ性改善、バネ限界値の上昇を大きくする効果を有する。いずれの元素も過度に添加すると延性、切り欠き感受性を低下させ、メッキ層界面の凹凸を起点として加工時あるいは使用時に割れを生じるため、その添加量を請求項3あるいは7で記載した範囲に限定した。

【0018】その他に不可避免的に含有する不純物としてS, P, O等があるが、これら元素が過多に含まれると介在物を形成し、加工性、疲労特性が著しく低下するためにS:0.01%, O:0.01%, P:0.05%

$$Md = 550 - 460 (\%C + \%N) - 9 \times \%Si - 8 \times \%Mn - 14 \times \%Cr - 29 (\%Ni + \%Cu) - 19 \times \%Mo \cdots (1)$$

Md値が-50未満ではオーステナイト相が安定となり、所定の強度にするためには相当量の冷延率を要し、延性・加工性の低下が著しくなる。一方、Md値が100を超えるとオーステナイト相が過度に不安定となり、最終焼鈍後の冷却中にマルテンサイト相に変態する。冷間圧延によりマルテンサイト相を生成させ、より有効に強度を上昇させるためには、Md値を-50以上、100以下としなければならない。この(1)式を満足した成分で、マルテンサイト相を20%以上とし、ガスケットあるいはバネ等で必要な硬さ、ビッカース硬さ400以上とするためには最低10%以上の圧延率が必要である。尚、自動車メタルガスケット用として十分な加工性を有し、加工時にメッキ面の凹凸を起点として割れが生じないようにするためには、冷延率を70%以下に抑え、ビッカース硬さを600以下としなければならない。

【0020】上記高強度ステンレス鋼の耐応力腐食割れ性を向上させる表面亜鉛メッキ層は、その厚みが最も重要である。亜鉛メッキ層は、腐食環境中でステンレス鋼を卑な電位に保持し、ステンレス鋼の腐食を防止する。亜鉛メッキを犠牲陽極とするために腐食液と反応し、メッキ層が時間とともに消耗する。従って、その腐食環境中での腐食速度を考慮し、メッキ厚みを決める必要がある。ガスケット等の塩水環境雰囲気では、そのメッキ厚みは最低0.3μm必要であるが、20μmを超えるメッキ厚みは、ガスケットの使用環境あるいはその他通常の塩水環境下では必要としない。メッキ工程の経済性を考慮すると5μm以下の厚みでは電気亜鉛メッキ、3μm以上の厚みの場合は熔融亜鉛メッキが有効である。

【0021】さらに犠牲陽極である亜鉛メッキ層の消耗を抑制するためには、亜鉛メッキ層にNiあるいはFeを含有することが有効である。その含有量が1%未満では消耗抑制効果がなく、50%を超えるとメッキ層そのものの耐食性が劣化し、逆に消耗速度が増加する。メッキ層中へのNiあるいはFeの添加はメッキ時にも可能

以下に抑制することが望ましい。また、これら元素の含有量低下及び無害化にはAl, Ca, Mg, アクチノイド系希土類元素(La, Ce等)の微量添加、重量%で0.05%以下の添加が有効である。

【0019】ステンレス鋼の金属組織は、高強度でさらにガスケット等に加工できるだけの延性を有する必要がある。そのためには延性に富むオーステナイト相中に硬いマルテンサイト相を体積率で最低20%以上含ませることが必要である。マルテンサイトを形成させる方法として、鋼中に含まれる各成分を調整し、下記(1)式で示されるMd値を-50以上、100以下に制御し、冷間圧延における歪によってマルテンサイトを生成させる方法が有効である。

であるが、メッキ終了後に300℃~550℃の温度範囲で熱処理し、ステンレス鋼中に含まれるNiあるいはFeをメッキ層中へ拡散させることが有効である。熱処理温度が300℃未満あるいは熱処理時間が1分以内では十分拡散せず、メッキ層中のそれら元素の含有量が1%以上にならない。550℃を超える温度にすると下地の高強度ステンレス鋼が軟化し、ガスケットあるいはバネ等に適さなくなる。

【0022】

【実施例】表1に供試鋼の化学成分を示す。記号A~CおよびIは工場で製造された冷延鋼板である。Iは焼鈍後の冷却中にマルテンサイト相に変態するように成分調整された鋼(請求項1を満足)で、冷間圧延後に950℃から焼入れし、500℃で焼戻し熱処理を施した。

【0023】記号D~HおよびJは実験室で溶解、熱間圧延、冷間圧延、最終焼鈍を行い得られた鋼板である。Iを除く上記鋼を最終焼鈍後に冷間圧延し、強度を上げた後に亜鉛メッキを行い、一部の鋼板ではさらに時効熱処理を行った。表2にその冷間圧延率、時効熱処理条件、マルテンサイト生成量(体積率)、ビッカース硬さ、亜鉛メッキ厚さ、亜鉛メッキ層中のFe, Ni濃度を示す。表3は、これら供試材を使って応力腐食割れ試験をした結果を示す。応力腐食割れ試験は、上記供試材を半径5mmでU字状に曲げ、その状態で沸騰飽和食塩水中に浸漬し、割れが発生するまでの時間で評価した。さらに、一部の試験片については実際のガスケットの環境に近い0.2%の塩素イオンを含む200℃の高温水中に500時間浸漬し、割れの発生の有無を観察した。その結果も併せて表3に示す。

【0024】表3より亜鉛メッキ層を有する鋼板は優れた耐応力腐食割れを示し、200℃での高温水中においては割れを生じなかった。しかし、下地のステンレスのビッカース硬さが600を超えるものは、試験前のU曲げ加工時に割れた。また、表3中のNo. 1と29は、いずれも耐応力腐食割れ性は良好であるが、冷間での圧延

率が小さいために硬さが不十分で、ガスケットあるいは
バネとしては使用できず、本願発明の範囲外である。

【0025】

【表1】

表1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	他	M値	
A	0.023	0.51	1.10	0.025	0.001	7.24	17.22	0.015		68	本発明鋼-1
B	0.054	0.60	0.87	0.030	0.008	8.81	18.08	0.026		-8	"
C	0.010	3.12	3.22	0.016	0.001	6.90	15.19	0.070		47	"
D	0.105	2.76	2.60	0.019	0.002	6.97	14.73	0.044	Cu:0.4	27	"
E	0.015	1.21	0.96	0.023	0.004	5.96	16.23	0.121	Ti:0.2	69	"
F	0.030	0.64	1.25	0.032	0.003	7.21	17.05	0.080	Mo:0.9	19	"
G	0.015	2.30	0.86	0.020	0.003	6.88	16.91	0.020	Nb:0.1	71	"
H	0.026	0.48	1.26	0.023	0.001	7.03	17.34	0.025	V:0.08	66	"
I	0.31	0.60	0.42	0.021	0.002	-	12.85	0.035		(203)	本発明鋼-2
J	0.056	0.36	1.04	0.026	0.002	12.41	18.36	0.043		-124	比較鋼

本発明鋼-1は請求項1、本発明鋼-2は請求項2に該当する成分

【0026】

【表2】

表2-1

No	鋼種	冷間 圧延率 (%)	時効 熱処理条件	マルテンサイト 生成量 (%)	ビッカース 硬さ (HV)	亜鉛メッキ 厚さ (μm)	メッキ中の 平均濃度		
							Fe	Ni	
1	A	8	430℃×1h	5	240	1	38	4	比較鋼
2	"	27	"	23	380	"	32	4	本発明鋼
3	"	45	なし	35	420	"	-	-	"
4	"	"	430℃×1h	36	460	なし	-	-	比較鋼
5	"	"	"	"	"	0.1	62	5	"
6	"	"	"	"	"	0.5	40	4	本発明鋼
7	"	"	"	"	"	1	35	4	"
8	"	"	"	"	"	3	24	3	"
9	"	"	430℃×5h	"	"	12*1	8	1	"
10	"	55	なし	48	470	1	-	-	"
11	"	"	430℃×1h	49	520	なし	-	-	比較鋼
12	"	"	"	"	"	0.2	53	5	"
13	"	"	"	"	"	1	32	4	本発明鋼
14	"	"	"	"	"	2	26	4	"
15	"	"	430℃×5h	"	"	8*1	18	2	"

*1は溶融亜鉛メッキ、他は電気亜鉛メッキ

【0027】

【表3】

表2-2

No	鋼種	冷間 圧延率 (%)	時効 熱処理条件	マルテンサイト 生成量 (%)	ビッカース 硬さ (Hv)	亜鉛メッキ 厚さ (μm)	メッキ中の 平均濃度		
							Fe	Ni	
16	A	80	430℃×5h	71	610	1	33	4	比較鋼
17	"	"	"	"	"	3	24	4	"
18	B	30	430℃×1h	17	350	1	35	5	本発明鋼
19	"	50	"	35	430	2	29	4	"
20	C	30	"	45	540	1	38	5	"
21	"	45	"	67	630	1	38	4	"
22	D	30	"	43	540	"	35	4	"
23	E	"	"	37	470	"	34	3	"
24	F	45	"	35	450	"	37	4	"
25	G	"	"	37	510	"	35	4	"
26	H	"	"	36	470	"	35	4	"
27	I	—	なし	86	420	2	—	—	本発明鋼*2
28	"	—	430℃×1h	"	430	"	38	0	"
29	J	20	"	8	270	1	32	6	比較鋼
30	"	70	"	26	450	1	31	6	"

*2の本発明鋼は請求項1のみを満足

【0028】

【表4】

表3-1

No	沸騰食塩水での 平均割れ発生時間 (h)	0.2%Cl ⁻ イオンを含む 200℃高温水での 割れ発生有無	
1	≥500	無	比較鋼
2	"	"	本発明鋼
3	486	"	"
4	85	有	比較鋼
5	153	"	"
6	415	無	本発明鋼
7	≥500	"	"
8	"	"	"
9	"	"	"
10	450	"	"
11	27	有	比較鋼
12	193	"	"
13	≥500	無	本発明鋼
14	"	"	"
15	"	"	"

【0029】

【表5】

表3-2

No	沸騰食塩水での 平均割れ発生時間 (h)	0.2%Cl ⁻ イオンを含む 200℃高温水での 割れ発生有無	
16	(U曲げ加工時に割れ発生)		比較鋼
17	(")		"
18	≧500	無	本発明鋼
19	"	"	"
20	"	"	"
21	≧500	"	本発明鋼
22	"	"	"
23	"	"	"
24	"	"	"
25	"	"	"
26	"	"	"
27	"	"	本発明鋼*
28	"	"	"
29	"	"	比較鋼
30	(U曲げ加工時に割れ発生)		"

*は請求項1のみを満足

【0030】

【発明の効果】本発明の高強度ステンレス鋼板は、耐応力腐食割れ性に優れ、自動車等のエンジンガasketであるいはバネ等に必要な硬さ、加工性、バネ特性、ヘタリ

特性を有し、産業上寄与するところは極めて大である。

【図面の簡単な説明】

【図1】SUS301Lにおける素材の硬さと割れが発生するまでの時間との関係を示す図である。

【図1】

